

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 11-293374
(43)Date of publication of application : 26.10.1999

(51)Int.CI.

C22C 21/02
B22F 3/17
C22C 1/04
C22C 1/10
C22C 32/00
F02F 3/00

(21)Application number : 10-116135

(71)Applicant : SUMITOMO ELECTRIC IND LTD

(22)Date of filing : 10.04.1998

(72)Inventor : KAJI TOSHIHIKO
HATTORI HISAO
HASHIKURA MANABU
TAKEDA YOSHINOBU

(54) ALUMINUM ALLOY WITH RESISTANCE TO HEAT AND WEAR, AND ITS PRODUCTION

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce an aluminum alloy excellent in heat resistance and wear resistance, and its production.

SOLUTION: This aluminum alloy has a composition consisting of, by mass, 10-30% Si, 1-5% Ti, 3-10%, in total, of at least either of Fe and Ni, 0.05-1.0% Mg, and the balance essentially Al. Further, the average crystalline grain size of Si is $\leq 2 \mu\text{m}$, and the average grain size of intermetallic compound phases other than Si is $\leq 1 \mu\text{m}$.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the withdrawal
examiner's decision of rejection or application
converted registration]

[Date of final disposal for application] 06.02.2004

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of
rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision
of rejection]

[Date of extinction of right]

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平11-293374

(43)公開日 平成11年(1999)10月26日

(51)Int.Cl. ⁶	識別記号	F I
C 22 C 21/02		C 22 C 21/02
B 22 F 3/17		1/04 C
C 22 C 1/04		1/10 J
1/10		32/00 R
32/00		F 02 F 3/00 3 0 2 Z
	審査請求 未請求 請求項の数14 FD (全 14 頁)	最終頁に続く

(21)出願番号 特願平10-116135

(22)出願日 平成10年(1998)4月10日

(71)出願人 000002130
住友電気工業株式会社
大阪府大阪市中央区北浜四丁目5番33号
(72)発明者 鍛治 傑彦
兵庫県伊丹市昆陽北一丁目1番1号 住友
電気工業株式会社伊丹製作所内
(72)発明者 服部 久雄
兵庫県伊丹市昆陽北一丁目1番1号 住友
電気工業株式会社伊丹製作所内
(72)発明者 橋倉 学
兵庫県伊丹市昆陽北一丁目1番1号 住友
電気工業株式会社伊丹製作所内
(74)代理人 弁理士 深見 久郎 (外2名)
最終頁に続く

(54)【発明の名称】耐熱耐摩耗性アルミニウム合金およびその製造方法

(57)【要約】

【課題】耐熱性および耐摩耗性に優れたアルミニウム
合金およびその製造方法を提供する。

【解決手段】アルミニウム合金は、Siを10～30
mass%、Tiを1～5mass%、FeおよびNi
の少なくともいずれかを総量で3～10mass%、Mg
を0.05～1.0mass%含有し、残部が実質的に
Alからなり、Siの平均結晶粒径が2μm以下であ
り、Si以外の金属間化合物相の平均粒径が1μm以下
である。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 Siを10～30mass%、Tiを1～5mass%、FeおよびNiの少なくともいずれかを総量で3～10mass%、Mgを0.05～1.0mass%含有し、残部が実質的にAlからなり、Siの平均結晶粒径が2μm以下であり、前記Si以外の金属間化合物相の平均粒径が1μm以下である、耐熱耐磨耗性アルミニウム合金。

【請求項2】 Siを10～30mass%、Tiを1～5mass%、FeおよびNiの少なくともいずれかを総量で3～10mass%、Mgを0.05～1.0mass%含有し、残部が実質的にAlからなり、TiがSi結晶中に2mass%以上固溶している、耐熱耐磨耗性アルミニウム合金。

【請求項3】 Niを含有せず、Feが3～10mass%含有されている、請求項1または2に記載の耐熱耐磨耗性アルミニウム合金。

【請求項4】 Feが1～8mass%、Niが1～8mass%含有されており、FeとNiとの総量が3～10mass%である、請求項1または2に記載の耐熱耐磨耗性アルミニウム合金。

【請求項5】 Mmを1～5mass%含有する、請求項1～4のいずれかに記載の耐熱耐磨耗性アルミニウム合金。

【請求項6】 Zrを1～3mass%含有する、請求項1～5のいずれかに記載の耐熱耐磨耗性アルミニウム合金。

【請求項7】 Cuを0.5mass%以下含有する、請求項1～6のいずれかに記載の耐熱耐磨耗性アルミニウム合金。

【請求項8】 Pを0.005～0.03mass%、Naを0.05mass%以下、Caを0.05mass%以下含有する、請求項1～7のいずれかに記載の耐熱耐磨耗性アルミニウム合金。

【請求項9】 平均粒径が1～5μmの硬質粒子が2～10体積%分散した組織を有している、請求項1～8のいずれかに記載の耐熱耐磨耗性アルミニウム合金。

【請求項10】 前記硬質粒子が、酸化アルミニウム、炭化珪素、窒化アルミニウム、グラファイト、窒化珪素および窒化硼素からなる群から選ばれる1種以上よりなる、請求項1～9のいずれかに記載の耐熱耐磨耗性アルミニウム合金。

【請求項11】 ピストンまたは吸気バルブとして使用される、請求項1～10のいずれかに記載の耐熱耐磨耗性アルミニウム合金。

【請求項12】 Siを10～30mass%、Tiを1～5mass%、FeおよびNiの少なくともいずれかを総量で3～10mass%、Mgを0.05～1.0mass%含有し、残部が実質的にAlからなる耐熱耐磨耗性アルミニウム合金の製造方法であって、

アルミニウム合金溶湯をガスアトマイズすることによって急冷凝固粉末を得て、前記急冷凝固粉末を熱間塑性加工することによって固化体を得る工程において、前記熱間塑性加工時の加熱において300℃以上での昇温速度が10℃/秒以上であり、固化時に480℃以上に加熱して固化する、耐熱耐磨耗性アルミニウム合金の製造方法。

【請求項13】 前記固化は粉末鍛造により行なわれる、請求項12に記載の耐熱耐磨耗性アルミニウム合金の製造方法。

【請求項14】 前記ガスアトマイズでの粉末の冷却速度が100℃/秒以上である、請求項12に記載の耐熱耐磨耗性アルミニウム合金の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、耐熱耐磨耗性アルミニウム合金およびその製造方法に関し、特に、300℃以上で使用でき、しかも耐磨耗性を要求されるピストンやエンジン部品として好適な耐熱耐磨耗性アルミニウム合金およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 耐熱および耐磨耗性を有するアルミニウム粉末合金を示すものには、特開平3-177530号公報（「耐熱耐クリープ性アルミニウム合金」、東洋アルミニウム）がある。この公報には、Si、Fe、Ni、Cr、Mn、Mo、Zr、V、Tiなどを含有したAl合金が主に示されている。また、エアーアトマイズ法により得られた急冷凝固粉末を冷間予備成形で成形体とした後に450℃で押出しを行なうことでアルミニウム合金を製造することが示されている。

【0003】 また耐熱および耐磨耗性を有し、かつ高温での変形性能に優れたアルミニウム粉末合金を示すものには、特開平8-232034号公報（「超塑性アルミニウム合金材料およびその製造方法」、豊田中央研究所）がある。この公報には、Si、Mn、Fe、CuおよびMgを含有したAl合金が主に示されている。また、エアーアトマイズ法で得られた急冷凝固粉末を圧粉成形によってプリフォームした後に押出を行ない、さらに熱間スエージ加工を行なうことでアルミニウム合金を製造することが示されている。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】 上記2つの公報に示された技術には、以下に述べるような問題点があった。

【0005】 特開平3-177530号公報に示された製造方法では、固化時の熱履歴に特別な配慮がなされていないため、固化時に合金の特性が低下してしまうという問題点があった。また、微細組織を利用して高温で超塑性的に固化と造形を一度に行なう、つまり粉末を直接鍛造するという発想がないため、固化材はその後、塑性変形させにく特性と組織を有するものとなっているとい

う問題点もあった。

【0006】また特開平8-232034号公報の合金組成では、組織中のSi結晶の耐熱性および微細化がまだ不十分であり、合金マトリクスの耐熱性も十分でないという問題点があった。また高温での超塑性的な造形を行なうために必要な組織の微細化を達成するために熱間スエージ工程が付加されているため、コスト高になるという問題点もあった。

【0007】それゆえ本発明の1の目的は、耐熱性および耐磨耗性に優れたアルミニウム合金を提供することである。

【0008】また本発明の他の目的は、耐熱性および耐磨耗性に優れたアルミニウム合金を良好な造形手法を用いて安価なプロセスで製造できるアルミニウム合金の製造方法を提供することである。

【0009】

【課題を解決するための手段】良好な耐熱性および耐磨耗性を有するアルミニウム合金を良好な造形手法を用いて安価なプロセスで製造することを達成するには、以下の各項目を満たすことが必須であることを本願発明者らは見い出した。

1. 耐熱かつ耐磨耗性を有し、高温で超塑性変形が発現するに十分な微細構造を有する合金組成および組織の急冷粉末を得ること。

2. その粉末の冷間予備成形体を急速に加熱して、粉末の有する微細構造を粗大化させることなく、固化と造形とを一度に行なうこと。

【0010】本発明の一の局面に従う耐熱耐磨耗性アルミニウム合金は、Siを10～30mass%、Tiを1～5mass%、FeおよびNiの少なくともいずれかを総量で3～10mass%、Mgを0.05～1.0mass%含有し、残部が実質的にAlからなり、Siの平均結晶粒径が2μm以下であり、Si以外の金属間化合物相の平均粒径が1μm以下である。

【0011】本発明の一の局面に従う耐熱耐磨耗性アルミニウム合金は、上記の組成を有するとともに微細な結晶組織を有するため、良好な耐熱性および耐磨耗性を有している。

【0012】Siを10～30mass%としたのは、Siは合金中にSi結晶として晶出し耐磨耗性の向上に役立つものであり、10%未満だと耐磨耗性の向上は少なく、30%を超えると材料が脆性になるからである。

【0013】Tiを1～5mass%としたのは次の理由に基づく。TiはAl-Ti系の微細金属間化合物を生成してAlマトリクス中に微細に晶出してマトリクスの耐熱性を高める効果が従来より知られている。これに加えて本願発明者らは下記の効果を見い出し、本発明に至った。つまり、TiはSi結晶粒を微細化する効果も持ち、これによって高温での引張強さを上昇させ、それに伴って高温での耐磨耗性も向上させる。Tiの量が1

%未満だと、上記Si結晶の耐熱性向上や微細化効果が少なく、5%を超えると効果が飽和してしまう。

【0014】FeおよびNiの少なくともいずれかを総量で3～10mass%としたのは次の理由に基づく。FeはAl-Fe系の微細金属間化合物をAlマトリクスに晶出してマトリクスの耐熱性を高める働きをするものである。Niを含有せずFeを単独で含有する場合、Feの含有量が3%未満だと耐熱性の効果がなく、10%を超えると大きな針状の金属間化合物が晶出するようになって材料が脆性になる。

【0015】またFeを単独で添加してもよいが、Niとの複合添加をするとAl-Fe系金属間化合物がAl-Fe-Niの3元系金属間化合物になることによってより細かくなる。合計で3%未満だと耐熱性向上の効果が小さくなり、10%を超えるとアルミニウム合金が脆性になる。

【0016】Mgを0.05～1.0mass%としたのは次の理由に基づく。極く微量のMgは、粉末を480℃以上に加熱すると表面にでてきて下記の反応を起こすことによって、アルミニウム合金粉末表面の酸化皮膜（結晶水を有する）を破壊してアルミニウムの新生面を露出する働きを有する。

【0017】

$Mg + Al_2O_3 \cdot H_2O \rightarrow MgAl_2O_4 + H_2 \uparrow$
本発明では急速加熱の粉末鍛造を用いることによって、短熱履歴を達成し、それによって粉末の微細組織を利用した超塑性的な鍛造をしようとしているため、Mgを入れて粉末の接合性を高めることは非常に有効である。Mgの量が0.05%未満だと上記効果が少なく、1.0%を超えると合金の耐熱性を低下させてしまったり、アルミニウム合金が室温で脆性になったりする。

【0018】Siの平均結晶粒径を2μm以下としたのは、2μmを超えると高速超塑性変形の際にボイドが発生してしまうからである。

【0019】その他の金属間化合物相の平均粒径を1μm以下としたのは、1μmを超えると高速超塑性変形が発生しづらくなるからである。

【0020】本発明の他の局面に従う耐熱耐磨耗性アルミニウム合金は、Siを10～30mass%、Tiを1～5mass%、FeおよびNiの少なくともいずれかを総量で3～10mass%、Mgを0.05～1.0mass%含有し、残部が実質的にAlからなり、TiがSi結晶中に2mass%以上固溶している。

【0021】本発明の他の局面に従うアルミニウム合金は、所定の組成を有するとともに、TiをSi結晶中に所定量固溶させているため、良好な耐熱性および耐磨耗性を有する。

【0022】本願発明者らはTiについて下記の効果を見い出し、本発明をするに至った。つまり、TiはSi結晶に固溶することによって、Si結晶の耐熱性を高め

るとともに、Si結晶の冷却速度が遅くなつても粗大化するのを防ぐ。Al-Siの2元系合金よりもAl-Si-Fe系金属粉末（またはAl-Si-Fe-Ni系金属粉末）方が、Siの結晶は小さくなることが知られている。これはSi結晶に接してAl-遷移金属系の金属間化合物が晶出することでSi結晶の粗大晶出を妨げるためと考えられるが、その効果も粉末の冷却速度が小さくなる（=大きな粉末）と効果がなくなつてしまふ。本願発明者らは、Tiを添加することによって、大きな粉末でもSi結晶が小さいことを発見した。そしてさらにSi結晶中にTiが固溶していることを発見した。なお、他の遷移金属ではそのような例はない。

【0023】以上よりTiがSi結晶中に固溶することによって、Si結晶の耐熱性を高めるとともに、Si結晶の粗大化を防ぐため耐磨耗性を向上させることができ。またSi結晶中のTiの固溶量を2mass%以上としたのは、2mass%未満だと上記Si結晶の耐熱性向上や微細化効果が少なくなつてしまふからである。

【0024】上記2つの局面において好ましくは、Feのみが3~10mass%含有されている。

【0025】上述したようにFeの含有量が3%未満だと耐熱性の向上がなく、10%を超えると大きな針状の金属間化合物が晶出するようになって材料が脆性になるからである。

【0026】上記2つの局面において好ましくは、Feが1~8mass%、Niが1~8mass%含有されており、FeとNiとの総量が3~10mass%である。

【0027】上述したようにFeとNiとの総含有量が3%未満だと耐熱性向上の効果が小さくなり、10%を超えると材料が脆性になるからである。またFeとNiとの各々の含有量を1~8mass%としたのは、1%未満だと複合添加効果が小さくなり、8%を超えるとFeまたはNiのいずれかの元素が多くなつてしまつて複合添加効果が小さくなつてしまふからである。

【0028】上記2つの局面において好ましくは、Mm（ミッシュメタル）が1~5mass%含有されている。

【0029】MmはAl-遷移金属系金属間化合物を小さくしたり、Si結晶を微細にして室温から高温までの引張強さを向上する働きを有する。Mmの含有量が1%未満では上記効果が小さく、5%を超えると上記効果が飽和してしまう。

【0030】上記2つの局面において好ましくは、Zrが1~3mass%含有されている。

【0031】Zrは、耐熱性を向上させるために上記Mmとの同時添加が有効である。Zrの含有量が1%未満だと上記効果が小さく、3%を超えると上記効果が飽和してしまう。

【0032】上記2つの局面において好ましくは、Cu

が0.5mass%以下含有されている。

【0033】Cuは耐熱性を低下させるため極力添加しないことが望ましく、耐熱性を低下させない限度が0.5%である。

【0034】上記2つの局面において好ましくは、Pが0.005~0.03mass%、Naが0.05mass%以下、Caが0.05mass%以下含有されている。

【0035】PはAlP化合物を作つてSi初晶の結晶核となってSi初晶を微細化する（Si量が17%以上でないと効果はない）。Pの含有量が0.005%未満だと上記効果が小さく、0.03%を超えると上記効果が飽和してしまう。またNaおよびCaは、Pと作用してAlP合成を妨げてしまう。NaおよびCaのどちらも0.05%未満ならば上記の害はない。

【0036】上記2つの局面において好ましくは、平均粒径が1~5μmの硬質粒子が2~10体積%分散した組織をアルミニウム合金は有している。

【0037】硬質粒子は高温での耐磨耗性を向上させるのに役立つ。1μm未満の微細硬質粒子を均一に混合することは工業的に大変困難であり、かえつて粒子が凝集してしまつて材料を脆くさせてしまい、耐磨耗性を悪化させる。硬質粒子の平均粒径が5μmを超えると、被削性が悪化する（チップ磨耗が大きくなる）。また2体積%未満では耐磨耗性向上効果が小さく、10体積%を超えるとやはり材料が脆くなるとともに被削性が悪化する。

【0038】上記2つの局面において好ましくは、硬質粒子が、酸化アルミニウム、炭化珪素、窒化アルミニウム、グラファイト、窒化珪素および窒化硼素からなる群から選ばれる1種以上よりなつている。

【0039】これらの材料は工業的に容易に入手可能であり、かつ高温での硬度も高い。上記2つの局面において好ましくは、アルミニウム合金はピストンまたは吸気バルブとして使用される。

【0040】本発明の耐熱耐磨耗性アルミニウム合金の製造方法は、Siを10~30mass%、Tiを1~5mass%、FeおよびNiの少なくともいずれかを総量で3~10mass%、Mgを0.05~1.0mass%含有し、残部が実質的にAlからなる耐熱耐磨耗性アルミニウム合金の製造方法であつて、アルミニウム合金溶湯をガスアトマイズすることによって、急冷凝固粉末を得て、急冷凝固粉末を熱間塑性加工することによって固化体を得る工程において、熱間塑性加工時の加熱において300℃以上での昇温速度が10℃/秒以上であり、固化時に480℃以上に加熱して固化する。

【0041】本発明の耐熱耐磨耗性アルミニウム合金の製造方法では、Tiを所定量含んでいるため、上述したようにSi結晶粒を微細化させることができる。また熱間塑性加工時の加熱において300℃以上での昇温速度

が10°C/秒以上と短熱履歴としているため、Si結晶粒の粗大化を防止できる。このようにSi結晶粒が微細な状態で熱間塑性加工を行なうことができるため、粉末の微細組織を利用した超塑性的な鍛造ができ、固化と造形とを一度に行なうことが可能となる。このため、加工工程の簡略化を図ることができ、安価なプロセスで耐熱性および耐磨耗性に優れたアルミニウム合金を良好な造形手法で製造することができる。

【0042】また、Mgを所定量含んでおり、かつ固化時に480°C以上に加熱して固化するため、上記のように粉末の微細組織を利用した超塑性的な鍛造を行なっても、粉末同士の接合性を高めることができる。

【0043】なお、熱間塑性加工時の加熱において、300°C以上での昇温速度を10°C/秒以上としたのは、これより大きな熱履歴ではSi結晶粒がオストワルド成長を始めるためである。

【0044】固化時に480°C以上に加熱して固化することとしたのは、Mgを入れた効果を出すための方策で*

*ある。つまり、480°C未満の温度だと粉末の接合性が悪くなり、延びが出なくなる。

【0045】上記のアルミニウム合金の製造方法において好ましくは、固化は粉末鍛造により行なわれる。

【0046】粉末鍛造は、押出法に比べて粉末の歩留りの良い手法だからである。上記のアルミニウム合金の製造方法において好ましくは、ガスアトマイズでの粉末の冷却速度が100°C/秒以上である。

【0047】この冷却速度とすることにより、本発明の組成の合金では、Siの平均結晶粒径を2μm以下とし、かつその他の金属間化合物相の平均粒径を1μm以下と微細組織にことができる。

【0048】

【実施例】実施例1

表1に示す試料1~4の組成の粉末をエアーアトマイズ法で作製し、100meshで篩粉して使用した。

【0049】

【表1】

	試料No.	組成No.	組成(mass%)					加熱パターン
			Si	Fe	Ni	Ti	Mg	
比較例	1	1	12	5	3	2	0	A
	2	2	25	4	5	1	0	A
本発明例	3	3	12	5	3	2	0.1	B
	4	4	25	4	5	1	0.1	B

面圧6ton/cm²でφ80×50mmの成形体を作製し、試料3と4とに関してはこれを誘導加熱で300°Cから500°Cまで20秒間で加熱（加熱パターンB）し、ピストン形状に鍛造した。金型の温度は400°Cで、クランクプレスを使用した。試料1と2とに関して※

※は300°Cから450°Cまで690秒間で加熱（加熱パターンA）し、同様に鍛造した。なお、加熱パターンAおよびBの条件を表2に示す。

【0050】

【表2】

	加熱パターン	加熱温度(°C)	加熱時間(s) >300°C	加熱速度(°C/s) >300°C
比較例	A	450	690	0.65
本発明例	B	500	20	10
	C	480	30	6
比較例	D	450	20	7.5
	E	500	308	0.65

合金の耐熱性を調査する目的で、鍛造体の頭頂部から引張試験片（平行部φ3×5mm）を切出し、引張試験を室温300°Cにて行なった。

【0051】また合金の高温での耐磨耗性を調べる目的で、頭頂部から切出したφ30×10×厚み3mmのリングを250°Cのエンジンオイル雰囲気中で、相手材と

してφ40×5mmのSUS420にCrめっきを施したディスクを用いて面圧20MPaで200mの試験を行ない、磨耗深さ(μm)を比較した。また組織観察をSEMにて行なった。

【0052】室温および高温での引張強さ、延び、Si粒径、その他の金属間化合物相(IMC)の平均粒径、

300°Cでの磨耗量および鍛造亀裂についての結果を表3に示す。また試料2と4との合金の組織写真を図1および図2に示す。

【0053】

【表3】

試料 No.	室温 引張強さ (MPa)	室温伸び (%)	300°C 引張強さ (MPa)	300°C伸び (%)	Siの粒径 (μ m)	その他		300°C 摩耗量 (μ m)	鍛造 亀裂
						IMC粒径 (μ m)	IMC粒径 (μ m)		
比較例 1	396	0.5	230	18	2.7	1.5	2.0	20	無し
比較例 2	402	0.2	248	1	3.2	2	16	16	無し
本発明 例 3	476	2.7	298	3.4	1	0.8	47	47	無し
本発明 例 4	496	1	295	2	1.8	0.9	21	21	無し

表3の結果より、Mgを添加せず、かつ加熱パターンAで加熱した試料1と2とは300°Cでの引張強さが250MPaより低く、特に試料2では300°Cでの伸びが1.5%よりも小さくなることがわかった。またこの試料1と2では、Siの平均結晶粒径が2 μ mよりも大きく、その他の金属間化合物相の平均粒径が1 μ mよりも大きくなっていることがわかった。

【0054】一方、本発明範囲の組成および製造方法で得られた試料3と4とでは、300°Cでの引張強さが250MPaより大きく、かつ300°Cでの伸びは1.5%よりも大きくなることがわかった。

【0055】実施例2

表4に示す試料5～39の組成の粉末を用いて実施例1と同様の方法で試料を作製した後、実施例1と同様の調査を行なった。その結果を表5に示す。

【0056】

【表4】

	試 料 No.	組 成 No.	組成 (mass%)							P 接 種	加熱 パ ー ン
			Si	Fe	Ni	Ti	Mg	Zr	Mn		
本発明例	5	5	25	1.5		1.5	0.1				B
	6	6	25	3		2	0.1				B
	7	7	25	2	3	1	0.1				B
	8	8	20	5		1.7	0.2				B
	9	9	20	4	2	2	0.1	2	2		B
	10	10	20	4	2	1	0.1	2	2		B
	11	11	20	2	3	1.5	0.1				B
	12	12	20	3		3	0.2				B
	13	13	20	3	2	1.7	0.1				B
比較例	13.1	13.1	20	3	2	1.7Cr	0.1				B
	13.2	13.2	20	3	2	1.7V	0.1				B
	13.3	13.3	20	3	2	1.7Mo	0.1				B
本発明例	14	14	20	5		1.7	0.1	1.5			B
	15	15	20	5		1.7	0.1	2	2		B
	16	16	20	5		1.7	0.1		4		B
	17	17	20	3	2	2	0.06	2	2		B
	18	18	17	5		2	0.8				B
	19	19	17	2		2	0.1				B
	20	20	17	4	2	1.5	0.1				B
	21	21	17	6	1.5	2	0.1				B
	22	22	17	2	6	1.5	0.1				B
	23	23	15	4	2	2	0.1	2	2		B
	24	24	15	4	2	1	0.1	2	2		B
	25	25	15	2	3	1.5	0.1				B
	26	26	13	4		1.2	0.1				B
	27	27	13	5		2.5	0.1				B
	28	28	11	8		1.2	0.1				B
	29	29	11	6	3	1.2	0.1				B
本発明例	30	30	20	2	3	1.5	0.1			有り	
	31	31	20	2	3	1.5	0.1				C
比較例	32	32	8	8		4	0.1				B
	33	33	32	4	2	1	0.1	2	2		B
	34	34	11	12		2	0.1				B
	35	35	20	0.5	0.5	2	0.1				B
	36	36	20	5	2	0	0.1				B
	37	37	20	5	2	0	0				B
	38	38	20	2	3	1.5	0.1		0.8		B
本発明例	39	39	20	2	3	1.5	0.1		0.3		B

	試 料 No.	300°C 引張強さ (MPa)	300°C 伸び (%)	Si の粒径 (μ m)	その他 IMC 粒径 (μ m)	300°C 摩耗量 (μ m)	鍛造 亀裂
本発明例	5	270	2.5	1.8	0.3	20	無し
	6	278	2.0	1.8	0.4	18	無し
	7	285	1.8	1.8	0.5	12	無し
	8	250	2.3	1.9	0.9	45	無し
	9	302	1.9			32	無し
	10	285	1.7			65	無し
	11	270	2.2			25	無し
	12	303	3.4			67	無し
	13	298	5.2	1.8	0.4	50	無し
	13.1	243	4.8	2.3	0.5	85	無し
比較例	13.2	220	4.2	2.2	0.4	92	無し
	13.3	245	3.6	2.1	0.5	83	無し
	14	295	4.5	1.8	0.6	35	無し
	15	305	5.5	1.5	0.3	60	無し
	16	280	4.5	1.4	0.5	55	無し
	17	324	3.2			45	無し
	18	306	6.3			23	無し
	19	280	5.2			54	無し
	20	295	4.5			25	無し
	21	312	3.2			19	無し
本発明例	22	340	2.0			30	無し
	23	354	3.2			21	無し
	24	340	3.5			32	無し
	25	312	5.5			25	無し
	26	275	8.7			53	無し
	27	320	5.6			45	無し
	28	311	8.9	1.0	0.6	65	無し
	29	325	6.7	1.0	0.8	33	無し
	30	282	2.5	1.2	0.4	42	無し
	31	291	2.4	1.6	0.3	46	無し
比較例	32	290	3.5	0.6	0.6	235	無し
	33	210	0.0	4.2	0.4	180	有り
	34	285	0.1	1.5	2.7	198	有り
	35	120	5.3	1.2	0.2	132	無し
	36	210	4.2	2.3	0.8	121	無し
	37	200	0.2	2.2	0.9	130	無し
	38	230	5.2	1.8	0.3	102	無し
本発明例	39	260	4.8	1.9	0.5	55	無し

なお表4において試料13.1、13.2、13.3では、Tiの代わりに1.7 mass%のCr、1.7 mass%のV、1.7 mass%のMoが含有されている。

【0058】表5の結果より、本発明の組成範囲内のアルミニウム合金（本発明例）のすべてにおいて、300°Cでの引張強さが250 MPa以上、300°Cでの伸びが1.5%以上、300°Cでの摩耗量が80 μ m以下の良好な特性が得られ、かつSiの平均結晶粒径が2 μ m以下、その他の金属間化合物相の平均結晶粒径が1 μ m

以下の微細組織の得られることが判明した。

【0059】一方、本発明の組成範囲外のアルミニウム合金（比較例）では、上記特性のいずれかを満たさないことが判明した。

【0060】実施例3

表6に示す試料40～45の組成の粉末を用いて実施例1と同様の方法で試料を作製した後、実施例1と同様の調査を行なった。その結果を表7に示す。

【0061】

【表6】

	試料 No.	組成 No.	組成 (mass%)							加熱 パターン
			Si	Fe	Ni	Ti	Mg	Zr	Mn	
比較例	40	8	20	5		1.7	0.2			D
	41	8	20	5		1.7	0.2			E
	42	20	17	4	2	1.5	0.1			D
	43	20	17	4	2	1.5	0.1			E
	44	24	15	4	2	1	0.1	2	2	D
	45	24	15	4	2	1	0.1	2	2	E

【0062】

【表7】

試料 No.	室温 引張強さ (MPa)	室温伸び (%)	300°C 引張強さ (MPa)	300°C伸び (%)	Siの粒径 (μ m)	その他 IMC粒径 (μ m)	300°C 摩耗量 (μ m)
40	482	0.2	234	0.8	1.5	0.9	96
41	392	2.1	230	2.5	3.0	2.0	65
42	460	0.2	223	0.9	1.5	0.5	95
43	385	2.6	215	3.2	2.8	1.8	72
44	430	0.3	256	1.2	1.2	0.4	110
45	370	3	245	4.3	2.5	1.3	81

表7の結果より、組成が本発明の範囲内のものであっても加熱パターンが本発明の範囲外のもの（比較例）であれば、300°Cでの引張強さ、伸びおよび磨耗量において良好な特性が得られないことがわかった。

【0063】実施例4

表8に示す試料46～57の合金に関して、硬質粒子を所定の量だけV型混合機にて混合した粉末を用いて実施例1と同様の調査を行なった。被削性を調べるために、ピストンの外周を超硬のバイトで旋削した。旋削条件は切込み深さ0.3mm、周速50m/分で500m切削し、チップの逃げ面磨耗量を調査した。その調査結果を表8に併せて示す。

【0064】

【表8】

試料 No.	組成 No.	硬質粒子 酸化アルミニウム 炭化珪素 窒化アルミニウム 窒化珪素	粒径 (μ m)	量 (体積%)	加熱パラーツ	室温伸び (%)	300°C 磨耗量 (μ m)	チップ磨耗 (μ m)
比較例	46	13	酸化アルミニウム	2.5	1	B	2.5	48
	47	"	"	"	3	"	2.2	33
本発明例	48	"	"	"	5	"	2.0	16
	49	"	"	"	8	"	1.0	15
比較例	50	"	"	"	12	"	0.2	95
本発明例	51	"	"	0.5	5	"	0.5	250
比較例	52	"	"	4	"	"	2.6	11
	53	"	"	6	"	"	2.4	8
本発明例	54	29	酸化アルミニウム	2.5	5	"	3.2	15
	55	"	炭化珪素	"	"	"	2.8	5
本発明例	56	"	酸化アルミニウム	"	"	"	2.5	20
	57	"	窒化珪素	"	"	"	3	12
							23	113

この結果より、硬質粒子の粒径が $1 \sim 5 \mu$ m の範囲外の試料 51 と 53 とでは、300°C における磨耗量が 80μ m よりも大きくなるか、もしくはチップ磨耗量が 200μ m よりも大きくなることが判明した。また硬質粒子の量が 2 ~ 10 体積% の範囲外の試料 46 と 50 とでは、300°C での磨耗量が 80μ m よりも大きくなるか、もしくはチップ磨耗が 200μ m よりも大きくなることがわかった。

【0065】また、硬質粒子を酸化アルミニウム以外に炭化珪素、窒化アルミニウム、窒化珪素を用いた場合にも、平均粒径が $1 \sim 5 \mu$ m の硬質粒子が 2 ~ 10 体積%

分散していれば、酸化アルミニウムと同様の効果が得られることがわかった。また、硬質粒子として、グラファイトや窒化珪素を用いた場合にも同様の効果が得られるものと考えられる。

【0066】実施例5

表4に示す試料 13 の合金組織を EDX で分析した。その結果として図3に2次電子像を示す。図3において白く見えているポイント1は A1-遷移金属系の IMC (金属間化合物) を示し、灰色に見えるポイント2は Si 結晶を示し、黒く見えるポイント3は A1 のマトリクスを示す。また、図4 ~ 図6にそれぞれポイント1 ~ 3

でのEDX分析結果を示す。特に図5の結果より、約2～4%程度のTiがSi結晶中に固溶していることがわかる。

【0067】今回開示された実施例はすべての点で例示であって制限的なものではないと考えられるべきである。本発明の範囲は上記した説明ではなくて特許請求の範囲によって示され、特許請求の範囲と均等の意味および範囲内のすべての変更が含まれることが意図される。

【0068】

【発明の効果】以上説明したように、本発明の耐熱耐磨耗性アルミニウム合金では、組成および組織を所定のものとしたことにより、良好な耐熱性および耐磨耗性が得られる。

【0069】また本発明の耐熱耐磨耗性アルミニウム合金の製造方法では、Tiを所定量含ませるとともに熱履歴を短くすることにより、Si結晶粒の粗大化を防止して、粉末の微細組織を利用した超塑性的な鍛造を行なうことができる。このため、固化と造形とを一度に行なうことができ、加工工程の簡略化を図ることができ、安価なプロセスで耐熱性および耐磨耗性に優れたアルミニウム合金を製造することができる。

*

* 【0070】また、Mgを所定量含み、かつ固化時に480℃以上に加熱して固化するため、上述のように粉末の微細組織を利用した超塑性的な鍛造を行なっても、粉末同士の接合性を高めることができる。

【0071】以上より、高温、特に300℃以上で使用でき、しかも耐磨耗性を要求されるピストンやエンジン部品として好適なアルミニウム合金およびその製造方法を得ることができる。

【図面の簡単な説明】

10 【図1】本発明の実施例1における試料2の合金の金属組織を示す写真である。

【図2】本発明の実施例1における試料4の合金の金属組織を示す写真である。

【図3】本発明の実施例5における試料13の合金の金属組織を示す写真である。

【図4】図3のポイント1におけるEDX分析結果を示す図である。

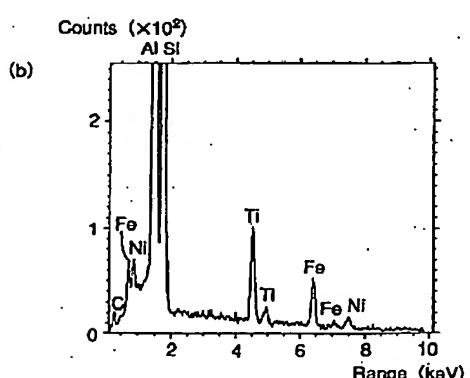
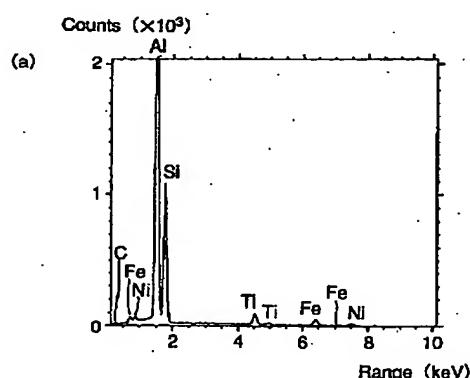
【図5】図3のポイント2におけるEDX分析結果を示す図である。

20 【図6】図3のポイント3におけるEDX分析結果を示す図である。

【図1】



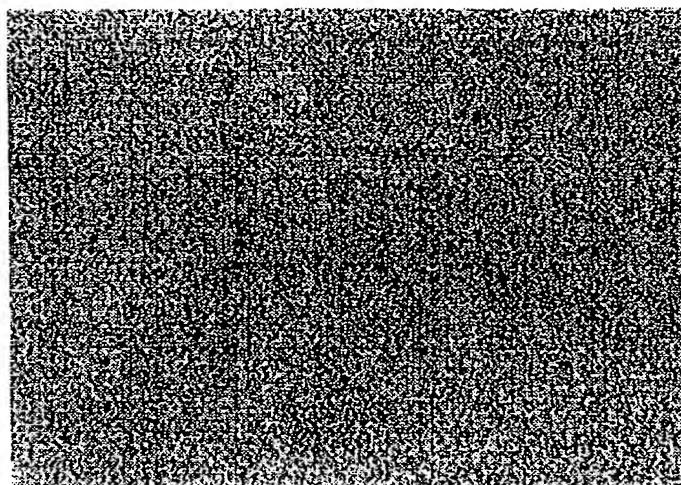
【図4】



BEST AVAILABLE COPY

【図2】

図面代用写真

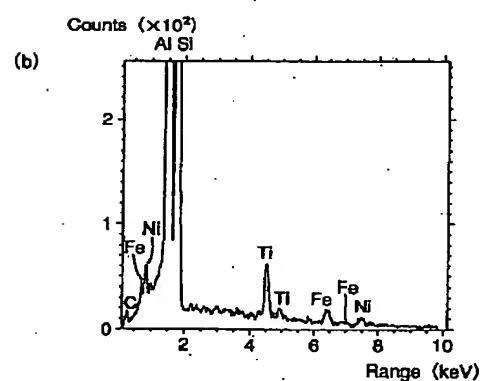
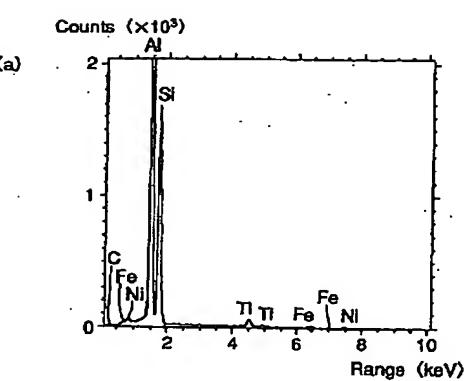


【図3】

図面代用写真

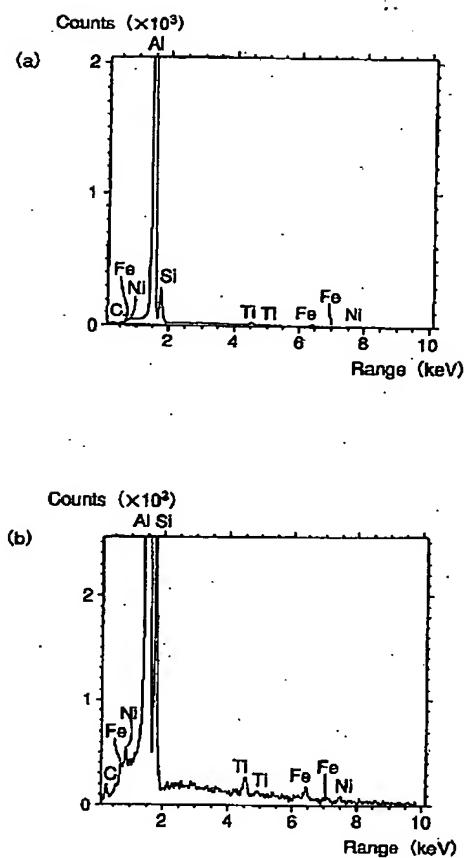


【図5】



BEST AVAILABLE COPY

【図6】



フロントページの続き

(51) Int. Cl.⁶
F 02 F 3/00

識別記号
302

F I
B 22 F 3/02

101C

(72) 発明者 武田 義信
兵庫県伊丹市昆陽北一丁目1番1号 住友
電気工業株式会社伊丹製作所内